

Досліджено вплив кількості мікрокремнезему на фазовий склад композиційної суміші, що містить кальцій-алюмінатний цемент і шпінелеутворюючі реагенти – кальцинований глинозем і спечений периклаз, після випалу при 1700 °С. Встановлено, що в результаті взаємодії алюмінатів кальцію цементу з мікрокремнеземом утворюється анортит, геленит і склофаза, які при підвищенні вмісту мікрокремнезему погіршують фізико-технічні властивості композиту

Ключові слова: глиноземмагнезійний бетон, мікрокремнезем, шпінелеутворюючі реагенти, фазовий склад, легкоплавкі сполуки

Исследовано влияние количества микрокремнезема на фазовый состав композиционной смеси, содержащей кальций-алюминатный цемент и шпинелеобразующие реагенты – кальцинированный глинозем и спеченный периклаз, после обжига при 1700 °С. Установлено, что в результате взаимодействия алюминатов кальция цемента с микрокремнеземом образуется анортит, геленит и стеклофаза, которые при повышении содержания микрокремнезема ухудшают физико-технические свойства композита

Ключевые слова: глиноземмагнезійний бетон, мікрокремнезем, шпінелеобразующие реагенти, фазовый состав, легкоплавкие соединения

УДК 666.974.2

DOI: 10.15587/1729-4061.2015.47276

ВПЛИВ МІКРОКРЕМНЕЗЕМУ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД І ВЛАСТИВОСТІ ШПІНЕЛЕУТВОРЮЮЧОЇ КОМПОЗИЦІЇ

В. В. Пісчанська

Кандидат технічних наук, доцент*

E-mail: v_peschanska@mail.ru

Г. С. Войтюк

Аспірант*

E-mail: makaronchik2@yandex.ru

Я. М. Пітак

Доктор технічних наук, професор

Кафедра хімічної технології кераміки,
вогнетривів, скла і емалейНаціональний технічний університет
"Харківський політехнічний інститут"

вул. Фрунзе, 21, м. Харків, Україна, 61002

E-mail: pyarn1@rambler.ru

*Кафедра металургійного палива та вогнетривів

Національна металургійна академія України

пр. Гагаріна, 4, м. Дніпропетровськ, Україна, 49005

1. Вступ

До ефективних видів неформованих вогнетривів, що використовуються для монолітних футеровок сталерозливних ковшів у виробництві сталі відносяться низькоцементні вогнетривкі бетони (вміст CaO 1–2,5 %) [1–3], які поділяються на шпінелевміщуючі (корундошпінельні) та шпінелеутворюючі (глиноземмагнезійні) бетони [4, 5]. На відміну від корундошпінельних бетонів, до складу яких вводять попередньо синтезовану алюмомагнезійну шпінель, глиноземмагнезійні бетони містять шпінелеутворюючі реагенти, які в умовах високих температур експлуатації (1600–1750 °С) забезпечують утворення шпінелі («in situ»). Практичний досвід застосування глиноземмагнезійних бетонів у футеровках різних елементів сталерозливних ковшів (гніздові блоки, днище, стіни – до зони шлакового поясу, зона удару струменю металу в днище) [4, 6], для мокрого торкретування [7, 8] при ремонті футеровки ковшів визначив переваги цих бетонів за термомеханічними властивостями, корозійною стійкістю та шлакостійкістю [4, 6, 9].

Формування оптимальної структури і фазового складу низькоцементних бетонів з високим експлуатаційним ресурсом обумовлюється досягненням необ-

хідних реологічних властивостей бетонних мас та їх ущільненням в умовах вібраційного формування, при твердінні та термічному нагріванні, що забезпечується комплексом взаємопов'язаних факторів: зерновим складом заповнювача (табулярний глинозем, плавлений корунд), речовинним та гранулометричним складом ультрадисперсної складової – матричного компоненту, співвідношенням заповнювача і матриці, видом і вмістом добавок поліфункціональної дії (дефлокулянтів, пластифікаторів і т.п.) [1, 10]. При цьому домінуюча роль належить матричному компоненту, фізико-хімічні процеси фазоутворення в якому визначають ступінь спікання матеріалу мінералогічний склад та високо-температурні властивості бетону. Тому встановлення закономірностей формування фазового складу матричного компоненту є важливою складовою при проектуванні речовинних складів бетонів.

2. Аналіз літературних даних та постановка проблеми

В технології низькоцементних вогнетривких бетонів в якості регуляторів реотехнологічних властивостей бетонних мас і водоредуруючих добавок, що забезпечує при низькій вологості мас їх високу плинність

та рухливість, використовують різні види глинозем-вміщуючих матеріалів (реактивний, кальцінований та диспергуючі глиноземи) і мікрокремнезем [11–14], який завдяки високій реакційній здатності є джерелом утворення високовогнетривкої фази – муліту, що сприяє підвищенню високотемпературної міцності бетону [15, 16]. Але при загальному вмісті кальцій-алюмінатного цементу та певному співвідношенні основних складових в матриці (кальцій-алюмінатний цемент – мікрокремнезем – глиноземвміщуючі матеріали) та надлишку мікрокремнезему можуть утворюватися легкоплавкі сполуки, які негативно впливають на термомеханічні характеристики бетону [11, 12, 15, 16].

Введення мікрокремнезему у склад глиноземмагнезійних бетонів сприяє підвищенню стійкості периклазового порошку до гідратації [17, 18], покращенню реологічних властивостей бетонних мас, забезпечує компенсацію об'ємного розширення при синтезі алюмомагнезійної шпінелі та зниженню пористості композиту в інтервалі температур 1000–1500 °С.

Наведені в роботі [7, 8] відомості щодо порівняльних характеристик механічної міцності глиноземмагнезійного бетону в гарячому стані, який містить мікрокремнезем в межах 1–3 % вказують на погіршення міцності бетону, що пов'язано з утворенням значної кількості легкоплавких сполук. Зростання механічної міцності бетонів за рахунок інтенсифікації спікання матеріалу та утворення склофази представленої алюмосилікатами кальцію та магнію сприяє підвищенню вмісту мікрокремнезему в межах 0,3–1 % у складі глиноземмагнезійних [4, 7, 8, 17] і корундошпінельних бетонів, які додатково містять шпінелеутворюючі реагенти (периклаз та кальцінований глинозем) [19, 20]. Дослідженнями фазового складу глиноземмагнезійних бетонів, що містять 81 % плавленого глинозему, 1 % мікрокремнезему, 6 % глинозему, 12 % суміші кальцій-алюмінатного цементу та спеченого периклазу (розмір зерен менше 75 мкм) у співвідношенні 0:12–12:0 після випалу при 1500 °С встановлено утворення алюмомагнезійної шпінелі та гексаалюмінату кальцію, а при збільшенні вмісту цементу зростає кількість легкоплавких кальцій-магнієвих алюмосилікатів [17]. В той же час, автори [20] стверджують, що мікрокремнезем в реакціях з глиноземом утворює муліт, голчасті зростки якого підвищують високотемпературну міцність бетону, і при збільшенні вмісту хімічно активного глинозему утворюється гексаалюмінат кальцію [10]. Слід зазначити, що розміри часток шпінелеутворюючих реагентів впливають на швидкість синтезу шпінелі і динаміку об'ємного розширення бетону, що у сукупності з процесами спікання матеріалу ініційованих мікрокремнеземом, визначають утворення фаз, які компенсують розширення та знижують змінення лінійних розмірів бетону при високих температурах експлуатації [17, 21, 22].

Таким чином, вміст мікрокремнезему у складі багатокомпонентної матриці глиноземмагнезійних бетонів суттєво впливає на хід високотемпературних процесів фазоутворення і спікання матеріалу, і фазовий склад новоутворень визначається гранулометричним складом та співвідношенням шпінелеутворюючих реагентів, швидкістю синтезу шпінелі та кількістю вільного глинозему після утворення шпінелі. Враховуючи те, що мікрокремнезем є поліфункціональною

добавкою у складі матричного компоненту бетонів і його вміст впливає на високотемпературні властивості, об'ємні зміни бетону та експлуатаційний ресурс монолітної футеровки визначення впливу мікрокремнезему на фазовий склад композиційного матеріалу має як науковий так і практичний інтерес.

3. Мета та задачі дослідження

Мета роботи – дослідити вплив мікрокремнезему у складі матричного компоненту, який використовується для глиноземмагнезійних бетонів, на фазовий склад та показники властивостей шпінелеутворюючої композиції після високотемпературного випалу.

Для досягнення означеної мети були поставлені наступні задачі:

- визначити вплив мікрокремнезему на фазовий склад шпінелеутворюючої композиції;
- встановити характер змінення показників властивостей зразків композиційних сумішей в залежності від вмісту мікрокремнезему.

4. Характеристика сировинних матеріалів і методів визначення фазового складу та фізико-технічних властивостей експериментальних зразків

Для проведення досліджень використовували спечений периклаз з розміром зерен менше 0,088 мм і вмістом MgO 96,7 % (виробництво КНР), кальцій-алюмінатний цемент «Gorkal-70» з вмістом CaO 28,7 % (Польща), мікрокремнезем 971U (Elkem, Норвегія), кальцінований глинозем СТ 9FG (Almatis, Німеччина).

Речовинний склад дослідних композицій, що містять шпінелеутворюючі реагенти, в перерахунку на 100 % у відповідності до вмісту матричного компоненту у складі глиноземмагнезійного бетону 25 % наведено в табл. 1.

Таблиця 1

Речовинний склад композиційних сумішей

Найменування матеріалу	Номер та склад композиції		
	1	2	3
Кальцінований глинозем СТ 9FG	56	52	51
Спечений периклаз	24	24	24
Мікрокремнезем 971U	–	4	5
Цемент «Gorkal-70»	20	20	20

Приготування композиційних сумішей здійснювали у планетарній мішалці з подальшим зволоженням дистильованою водою при водотвердому співвідношенні 0,16–0,18. Приготовлену масу завантажували у розбірні форми і формували зразки-куби з розміром ребра 4x4 см на вібраційному столі при частоті 50 Гц. Після витримки зразків у формі і на повітрі протягом однієї доби, сушки і випалу при температурі 1700 °С (витримка 5 годин) визначення згідно до вимог стандартів України показники властивостей зразків: уявну щільність, відкрити пористість і границю міцності при стиску. Дослідження фазового складу проб зразків композицій проводили з використанням наступних методів і приладів:

петрографічний аналіз в імерсійних препаратах світла, що проходить, (поляризаційний мікроскоп РОЛАМ Р-112); рентгенофазовий аналіз (дифрактометр фірми Rigaku – MiniFlex 600/300, програмний пакет PDXL, база даних ICDD); ІЧ-спектроскопія (спектрофотометр Spectrum One (Perkin Elmer).

5. Результати дослідження впливу мікрокремнезему на фазовий склад та властивості зразків шпінелеутворюючих композицій

Результати рентгенофазового аналізу зразків дослідних композицій після випалу при 1700 °С (рис. 1) вказують на те, що домінуючою кристалічною фазою є алюомагнезіальна шпінель (MgO·Al₂O₃). На дифрактограмі зразку композиції № 1 (рис. 1, крива 1), у складі якої відсутній мікрокремнезем, зафіксовано наявність дифракційних максимумів моноалюмінату кальцію CaO·Al₂O₃ (d·10⁻¹⁰, m=2,98; 2,42; 2,11), рефлекси низької інтенсивності моно- і діалюмінату кальцію CaO·2Al₂O₃ в області 2θ=24–29° (d·10⁻¹⁰, m=3,72; 3,51; 3,07), 2θ=35–36° (d·10⁻¹⁰, m=2,54; 2,52) і (d·10⁻¹⁰, m=1,93; 1,76; 1,52), де d – міжплощинна відстань. Дифракційні максимуми сильної і середньої інтенсивності (d·10⁻¹⁰, m=4,68; 2,86; 2,44; 2,02; 1,65) і (d·10⁻¹⁰, m=1,56; 1,43) є результатом накладення піків шпінелі та алюмінатів кальцію. Характер змінення інтенсивності та дифракційних максимумів зразків композицій з мікрокремнеземом (рис. 1, крива 2 і 3) вказує на їх схожість та деякі відмінності. Так, незалежно від вмісту мікрокремнезему на дифрактограмах зразків № 2 і № 3 ідентифікується основна кристалічна фаза – алюомагнезіальна шпінель, якій відповідають дифракційні максимуми (d·10⁻¹⁰, m=4,67; 2,85; 2,44; 2,34; 1,56; 1,38; 1,25), рефлекси накладення піків шпінелі і гелениту (d·10⁻¹⁰, m=4,68; 1,65; 1,43), шпінелі і анортиту (d·10⁻¹⁰, m=2,02) та рефлекс найбільшої інтенсивності (d·10⁻¹⁰, m=2,44), що відповідає шпінелі та кальцій-кремнієвим алюмінатам. На дифрактограмі зразка № 3 (рис. 1, крива 3) у порівнянні з рентгенограмою зразка № 2 (рис. 1, крива 2) зникає рефлекс моноалюмінату кальцію (d·10⁻¹⁰, m=2,11) та підвищується інтенсивність дифракційних максимумів, що відповідають гелениту (d·10⁻¹⁰, m=1,81), анортиту і гелениту в області 2θ=24–28,5° (d·10⁻¹⁰, m=3,72; 3,07). Зіставлення дифрактограм зразку №1 (рис. 1, крива 1) і зразків №2 і № 3 (рис. 1, крива 2 і 3) вказує на те, що введення мікрокремнезему у склад композиційної суміші призводить до утворення анортиту і гелениту, причому, збільшення мікрокремнезему зумовлює зростання кількості рефлексів гелениту.

На ІЧ-спектрограмі (рис. 2) зразку композиції без мікрокремнезему (рис. 2, крива 1) смуги значної інтенсивності при частоті 526 см⁻¹ і 687 см⁻¹ відповідають шпінелі та змішаним складним комбінаціям деформаційних коливань зв'язків Al–O, Ca–O і Al–O–Al. Максимум поглинання при частоті 800 см⁻¹ і смуги низької інтенсивності при частоті 786 см⁻¹ і 820 см⁻¹ відповідають характерним для структури шпінелі і валентним коливанням зв'язків Al–O. Значно змінюється характер спектрограми зразку композиції № 3 (рис. 2, крива 2), що містить мак-

симальну кількість мікрокремнезему. Інтенсивність смуг при частоті 535 см⁻¹, 687 см⁻¹ і 800 см⁻¹ зменшується та збільшується їх напівширина, з'являються нові смуги, що відповідають частотам 919 см⁻¹, 970 см⁻¹, 1019 см⁻¹, 1140 см⁻¹. Зміщення смуги 526 см⁻¹ (рис. 2, крива 1) до 535 см⁻¹ (рис. 2, крива 2) пов'язано з деформаційними коливаннями зв'язків Si–O–Al і Mg–O.

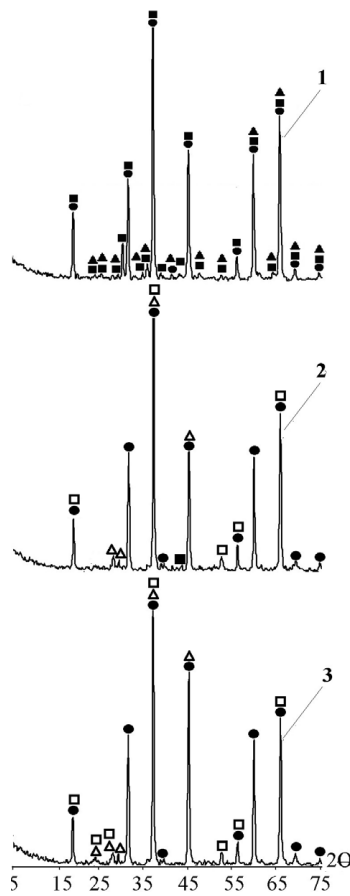


Рис. 1. Дифрактограми композицій: 1– склад № 1; 2 – склад №2; 3 – склад №3; ● – MgO·Al₂O₃; ■ – CaO·Al₂O₃; ▲ – CaO·2Al₂O₃; △ – CaO·Al₂O₃·2SiO₂; □ – 2CaO·Al₂O₃·SiO₂

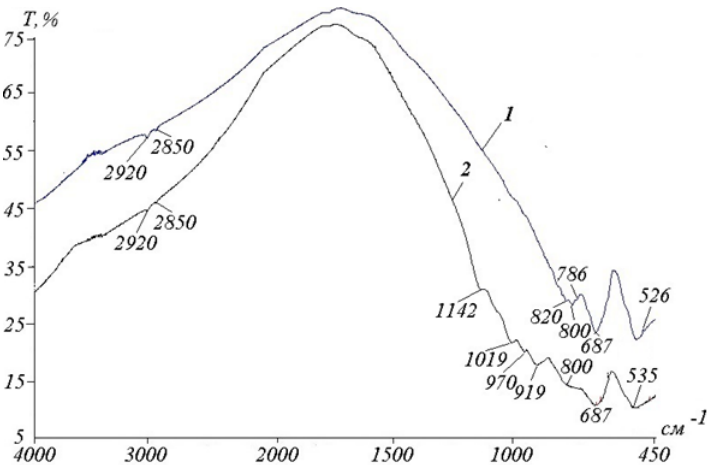


Рис. 2. ІЧ-спектрограма композицій: 1 – зразок № 1; 2 – зразок № 3

Смуги 970 см^{-1} і 1019 см^{-1} відносяться до валентних асиметричних коливань кремнезему, а при частоті 1142 см^{-1} і 919 см^{-1} відповідають шпінелі та коливанням зв'язків Al–O у корунді. Наявність смуг 2920 см^{-1} і 2850 см^{-1} на спектрограмах зразків (рис. 2) відповідає валентним коливанням метиленових груп, що обумовлено помелом проб зразків в умовах повітря.

За даними петрографічного аналізу проба зразку № 1 складається з ізотропних зерен шпінелі з показником заломлення $N_g=1,718$ та безбарвних призм моноалюмінату кальцію ($N_g=1,663$, $N_p=1,643$), що розташовані між зернами шпінелі. В пробі зразку № 3 між кристалами шпінелі спостерігаються одиничні анізотропні зерна $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ($N_g=1,718$, $N_p=1,760$) та тонкі плівки аморфної речовини і скупчення мікрочасток, які виділяються на темному полі мікроскопа (при схрещених ніколях). Визначення мінерального складу часток за показниками заломлення ускладнено, бо вони впроваджені в структуру шпінелі. В дослідних зразках зерна шпінелі складаються із дрібних кристалів з максимальним розміром 45 мкм , переважно $20\text{--}35\text{ мкм}$ у пробі зразку № 1 і $17\text{--}30\text{ мкм}$ – зразку № 3.

Результати визначення показників властивостей зразків після випалу свідчать про більш інтенсивне спікання композиційних сумішей, що містять мікрокремнезем (табл. 2). Це підтверджується зниження відкритої пористості зразків № 2 і № 3 на $1,84\%$ і $2,31\%$ у порівнянні зі зразком № 1 і вказує на спікаючу дію мікрокремнезему за рахунок утворення рідинної фази (склофази).

Таблиця 2

Показники властивостей зразків композиційних сумішей після випалу

Показники властивостей	Номер зразків		
	1	2	3
Уявна щільність, г/см^3	2,75	2,80	2,81
Відкрита пористість, %	3,25	1,41	0,94
Границя міцності при стиску, Н/мм^2	114,5	84,0	79,8

Відкрита пористість композиційних матеріалів характеризує макроструктуру композиту і певною мірою визначає механічну міцність матеріалу міжпорового простору. Зниження величини границі міцності при стиску зразків композицій, що містять 4% і 5% мікрокремнезему, на $30,5\text{ Н/мм}^2$ і $34,7\text{ Н/мм}^2$ у порівнянні з механічною міцністю зразка № 1 і вказує на залежність цього показника від фазового складу композиту. Більш низька міцність зразку № 3 обумовлена зростанням кількості аморфної фази в його мінералогічному складі за рахунок утворення легкоплавких сполук, що корелюється з даними рентгенофазового аналізу.

6. Обговорення результатів досліджень впливу мікрокремнезему на фазовий склад і властивості зразків шпінелеутворюючих композицій

За результатами досліджень щодо впливу мікрокремнезему на процеси фазоутворення композиційного матеріалу, який містить шпінелеутворюючі реагенти і кальцій-алюмінатний цемент, встановлено, що в при високій температурі випалу ($1700\text{ }^\circ\text{C}$) відбувається утворення алюмомагнезійальної шпінелі і фаз з низькою температурою плавлення (анортит – $1533\text{ }^\circ\text{C}$, геленит – $1593\text{ }^\circ\text{C}$), кристалізація яких підтверджена даними ІЧ-спектроскопії, рентгенофазового і петрографічного аналізів. Верогідно, у високотемпературних умовах фазовий склад композиції представлено шпінеллю та рідинною фазою, і кількість останньої зростає при збільшенні вмісту мікрокремнезему. Відсутність утворення муліту і гексаалюмінату кальцію пояснюється обраним співвідношенням периклазу і кальцінованого глинозему достатнім для повного проходження шпінелеутворення, що не суперечить результатам досліджень авторів [4, 7, 8, 10, 17, 20] і дає підстави для спрямованого регулювання фазового складу матричного компонента глиноземмагнезійальних бетонів шляхом змінення співвідношення периклазу і глиноземвміщуючого компонента у складі матриці за умов оптимального гранулометричного складу шпінелеутворюючих реагентів.

7. Висновки

Встановлено, що мікрокремнезем за рахунок взаємодії з клінкерними мінералами кальцій-алюмінатного цементу і утворення легкоплавких сполук інтенсифікує процеси спікання композиційного матеріалу, що сприяє компенсації об'ємного розширення при синтезі шпінелі і ущільненню бетону. Але для збереження певного рівня високотемпературних властивостей бетонів, особливо в умовах значних високотемпературних механічних навантажень футеровок, доцільно у складі бетонних сумішей зменшувати вміст мікрокремнезему при одночасному збільшенні кількості ультрадисперсного глиноземвміщуючого матеріалу.

На підставі аналізу характеру змінення показників властивостей експериментальних зразків встановлено, що збільшення кількості мікрокремнезему у складі шпінелеутворюючої композиції призводить до погіршення механічної міцності композиту при одночасному зниженні відкритої пористості в наслідок утворення легкоплавких сполук і підвищення вмісту в мінералогічному складі аморфної фази (склофази), що узгоджується з результатами визначення фазового складу зразків композиційних сумішей.

Література

1. Пивинский, Ю. Е. Неформованные огнеупоры [Текст]. Т. 1. Общие вопросы технологии: справоч. в 2 т. / Ю. Е. Пивинский. – М.: Теплоэнергетик, 2005. – 448 с.
2. Мигаль, В. П. Неформованные огнеупорные материалы для металлургической промышленности [Текст] / В. П. Мигаль, А. П. Маргашвили, В. В. Скурихин, Г. В. Русакова, П. Е. Алексеев // Огнеупоры и техническая керамика. – 2009. – № 4–5. – С. 27–33.
3. Мигаль, В. П. Неформованные огнеупоры, выпускаемые ОАО «Боровичский комбинат огнеупоров» [Текст] / В. П. Мигаль, В. В. Скурихин, В. В. Булин // Новые огнеупоры. – 2011. – № 10. – С. 11–14.

4. Токарев, А. В. Низкоцементные бетоны фирмы «DALMOND» в футеровке сталеразливочных ковшей [Текст] / А. В. Токарев, Л. М. Аксельрод, Л. Н. Король, П. А. Шебко и др. // Новые огнеупоры. – 2005. – № 6. – С. 63–68.
5. Кондратьев, Е. А. Перспективные технологии неформованных огнеупоров, выпускаемых в Богдановичском ОАО «Огнеупоры» [Текст] / Е. А. Кондратьев, М. А. Валиулина // Новые огнеупоры. – 2014. – № 9. – С. 14–16.
6. Полонский, М. Г. Применение глиноземшпинельных и глиноземмагнезиальных бетонов в футеровках сталеразливочных ковшей [Текст] / М. Г. Полонский // Огнеупоры и техническая керамика. – 2003. – № 3. – С. 33–38.
7. Очагова, И. Г. Мокрое торкретирование бетонами низкой влажности – новый способ ремонта и изготовления футеровки сталеразливочных ковшей [Текст] / И. Г. Очагова // Новые огнеупоры. – 2002. – № 6. – С. 50–53.
8. Shirama, N. Monolithic refractories lining for RH degassers with wet gunning [Text] / N. Shirama, K. Murakami, I. Takita // Taikabutsu Refractories. – 2001. – Vol. 53, № 8. – P. 481–487.
9. Ko, Y. C. Influence of the characteristics of spinels on the slag resistance of $Al_2O_3 - MgO$ and $Al_2O_3 - Spinel$ castables [Text] / Y. C. Ko // Journal of the American Ceramic Society. – 2000. – Vol. 83, № 9. – P. 2333–2335. doi:10.1111/j.1151-2916.2000.tb01559.x
10. Браулио, М. Наношпинелеобразующий огнеупорный бетон [Текст] / М. Браулио, Л. Биттенкурт, В. Пандолфелли // Огнеупоры и техническая керамика. – 2011. – № 6. – С. 27–31.
11. Myhre, B. Microsilica in refractory castables. – How does microsilica quality influence performance [Text] / B. Myhre // 9th Biennial Worldwide congress on refractories. – 2005. – P. 191–195.
12. Myhre, B. Substitution of reactive alumina with microsilica in low cement and ultra low cement castables [Text] / B. Myhre, A. M. Hundere // Part I: Properties Related to Installation and Demoulding. – 1997. – № 4–7. – P. 91–100.
13. Göğtaş, C. Preparation and characterisation of self-flowing refractory material containing 971U type microsilica [Text] / C. Göğtaş, N. Ünlü, A. Odabaşı, L. Sezer, F. Çınar, Ş. Güner, G. Göller, N. Eruslu // Advances in Applied Ceramics. – 2010. – Vol. 109, № 1. – P. 6–11. doi:10.1179/174367609x422199
14. Shirama, N. Development of low silica wet gunning material for steel ladle [Text] / N. Shirama, K. Murakami, I. Shimizu // Taikabutsu Refractories. – 2000. – Vol. 52, № 12. – P. 662–666.
15. Саманта, А. К. Влияние микрокремнезема и алюминаткальциевого цемента на термомеханические свойства низкоцементных огнеупорных бетонов [Текст] / А. К. Саманта, С. Сатпафи, С. Гангули, Ж. Госвани, С. Адак // Огнеупоры и техническая керамика. – 2013. – № 1–2. – С. 66–70.
16. Страхов, В. И. Об изменении фазового состава матриц огнеупорных бетонов $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$ при термическом воздействии [Текст] / В. И. Страхов, В. В. Коржиков, Е. А. Павлова, А. Б. Жидков, Д. Е. Денисов // Огнеупоры и техническая керамика. – 2007. – № 8. – С. 3–7.
17. Ретторе, Р. Влияние соотношения «цемент/оксид магния» на свойства бетонов системы $Al_2O_3 - MgO$ [Текст] / Р. Ретторе, С. Силва, М. Бриту, С. Мацура, С. Андраде // Огнеупоры и техническая керамика. – 2007. – № 8. – С. 39–45.
18. Саломео, Р. Влияние гидравлических вяжущих на гидратацию спеченного магнезита в огнеупорных бетонах [Текст] / Р. Саломео, В. К. Пандолфелли, Л. Р. Биттенкурт // Огнеупоры и техническая керамика. – 2011. – № 4–5. – С. 59–63.
19. Карибозорг, З. Влияние Al_2O_3 и MgO на свойства огнеупорных шпинельных низкоцементных бетонов [Текст] / З. Карибозорг, М. Гасемзаде, Х. Юзбаши-заде // Огнеупоры и техническая керамика. – 2007. – № 3. – С. 37–41.
20. Немати, А. Сравнение влияния органических и неорганических добавок в бетонах с низким содержанием цемента [Текст] / А. Немати, Э. Немати // Огнеупоры и техническая керамика. – 2010. – № 6. – С. 22–26.
21. Ide, K. Expansion behavior of alumina-magnesia castables [Text] / K. Ide, T. Suzuki, K. Asano et al. // Journal of the Technical Association of Refractories. – Japan, 2005. – Vol. 25, № 3. – P. 202–208.
22. Yang, Z. X. Effects of Spinel Formation in $Al_2O_3 - MgO$ Refractory Castables [Text] / Z. X. Yang, S. H. Youn, J. J. Kim et al. // UNITECR. – 2005. – P. 129–133.